

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平6-330202

(43) 公開日 平成6年(1994)11月29日

(51) Int.Cl.⁴

C 2 2 C 1/02
21/06

識別記号

Q

庁内整理番号

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数 4 F D (全 10 頁)

(21) 出願番号 特願平5-139469

(22) 出願日 平成5年(1993)5月17日

(71) 出願人 000003609

株式会社豊田中央研究所

愛知県愛知郡長久手町大字長湫字横道41番
地の1

(72) 発明者 清水 吉広

愛知県愛知郡長久手町大字長湫字横道41番
地の1 株式会社豊田中央研究所内

(72) 発明者 粟野 洋司

愛知県愛知郡長久手町大字長湫字横道41番
地の1 株式会社豊田中央研究所内

(54) 【発明の名称】 高強度・高靱性アルミニウム合金部材の製造方法および鋳造用アルミニウム合金

(57) 【要約】

【目的】 凝固時の冷却速度および組成の両方の広い範囲にわたって性質変化が小さく、熱処理をしない鋳造のままでも高い強度と靱性を兼備した高強度・高靱性アルミニウム合金部材を製造できる方法および該製造方法に用いる鋳造用アルミニウム合金を提供する。

【構成】 重量%で、Mn:0.5~2.5%、Mg:2.5~7%と、少なくともTi:0.15~0.5%、Zr:0.15~0.5%、B:0.01~0.1%のうちの一種、および少なくともSb:0.01~0.5%、Bi:0.01~0.5%のうちの一種を含み、残部が実質的にアルミニウムとなるように原料を溶解し、前記原料の溶湯を0.5℃/秒以上の冷却速度で凝固させることを特徴とする高強度・高靱性アルミニウム合金部材の製造方法、およびこれに用いる鋳造用アルミニウム合金。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、Mn:0.5~2.5%、Mg:2.5~7%と、少なくともTi:0.15~0.5%、Zr:0.15~0.5%、B:0.01~0.1%のうちの一種、および少なくともSb:0.01~0.5%、Bi:0.01~0.5%のうちの一種を含み、残部が実質的にアルミニウムとなるように原料を溶解し、前記原料の溶湯を0.5℃/秒以上の冷却速度で凝固させることを特徴とする高強度・高靱性アルミニウム合金部材の製造方法。

【請求項2】 重量%で、Mn:0.5~2.5%、Mg:2.5~7%、Zn:1~5%と、少なくともTi:0.15~0.5%、Zr:0.15~0.5%、B:0.01~0.1%のうちの一種、および少なくともSb:0.01~0.5%、Bi:0.01~0.5%のうちの一種を含み、残部が実質的にアルミニウムとなるように原料を溶解し、前記原料の溶湯を0.5℃/秒以上の冷却速度で凝固させることを特徴とする高強度・高靱性アルミニウム合金部材の製造方法。

【請求項3】 重量%で、Mn:0.5~2.5%、Mg:2.5~7%と、少なくともTi:0.15~0.5%、Zr:0.15~0.5%、B:0.01~0.1%のうちの一種、および少なくともSb:0.01~0.5%、Bi:0.01~0.5%のうちの一種を含み、残部がアルミニウム及び不可避免不純物からなることを特徴とする casting アルミニウム合金。

【請求項4】 重量%で、Mn:0.5~2.5%、Mg:2.5~7%、Zn:1~5%と、少なくともTi:0.15~0.5%、Zr:0.15~0.5%、B:0.01~0.1%のうちの一種、および少なくともSb:0.01~0.5%、Bi:0.01~0.5%のうちの一種を含み、残部がアルミニウム及び不可避免不純物からなることを特徴とする casting アルミニウム合金。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、高強度・高靱性アルミニウム合金部材の製造方法および高強度で靱性に優れた非熱処理型の casting アルミニウム合金に関し、さらに詳しくは、熱処理をしない casting のまま使用できる Al-Mn-Mg-Ti-Sb 系または Al-Mn-Mg-Zn-Ti-Sb 系からなる casting アルミニウム合金、およびこの合金を用いて高強度・高靱性のアルミニウム合金部材を製造する方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 構造用として用いられるアルミニウム合金部材、殊にアルミニウム合金の casting 材は、軽量化や製品の性能向上のために高品質化が望まれている。特に、自動車の足廻り部品などの重要保安部品にアルミニウム合金を使用するには、引張強さと伸びを兼ね備えた、すなわち高強度で高靱性な材料であることが要求される。また、これらの部品は過酷な腐食環境下にさらされることから、耐食性や耐応力腐食割れ性にも優れる必要があ

る。また、生産性を高めるとともに、コストを低く抑えるため、長時間を要する熱処理を施さなくてもよい材料であることが望ましい。さらに、自動車用の casting 物は、肉厚不同が大きいことや、大量に生産されることなどから、 casting や凝固の条件が多少変動しても高い品質が安定して得られる材料が望まれる。

【0003】 従来、 casting 用に用いられるアルミニウム合金は、 casting 性のよいアルミニウム-珪素 (Al-Si) 系が大半を占めていたが、脆弱な共晶珪素が多量に晶出するため、強度、特に靱性が低く、高品質化の要望に沿うには限界があった。一方、JISに定められる AC7A 及び AC7B のような Al-Mg 系の合金では、靱性は高いものの、 casting 性が悪く、強度も十分ではないという欠点があった。このように、従来の casting 用に用いられるアルミニウム合金には、熱処理をしない casting のまま、十分な強度と靱性を兼ね備えているだけでなく、さらに耐食性や応力腐食割れ性の良好な合金およびその製造方法は未だ見出されていないのが現状である。

【0004】 そこで、本発明者らは、これら問題を解決するために、Al と Mn とからなる化合物を細かく分散させ、さらに Mg や Zn を添加して強化した高靱性アルミニウム合金を提案した (特開平3-202436号公報、特開平5-9638号公報)。すなわち、特開平3-202436号に提案されたアルミニウム合金は、重量%で Mn:0.9~2.0%、Ti:0.15~0.6%、Mg:4~8% を含み、残部が Al と不可避免物質とからなる高靱性アルミニウム合金である。この合金は、引張強さが 30 kgf/mm² 以上、伸びが 20% 以上と極めて高い延性と中程度の強度を有した合金である。

【0005】 また、特開平5-9638号に提案されたアルミニウム合金は、重量%で Mn:0.9~2%、Mg:2.5~7%、Zn:1~5% と、少なくとも Ti:0.15~0.5%、Zr:0.15~0.5%、B:0.01~0.1% のうちの一種を含み、残部が Al と不可避免物質とからなる高強度、高靱性アルミニウム合金、および上記原料を溶解し原料の溶湯を 1℃/秒以上の冷却速度で凝固させることを特徴とする高強度、高靱性アルミニウム合金の製造方法である。この合金は、引張強さが 35 kgf/mm² 以上、伸びが 10% 以上を示す合金を実現している。また、該合金は凝固時の冷却速度が 1℃/秒以上の時には上述したような、優れた性質を示すとしている。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】 しかしながら、特開平3-202436号公報に提案された高靱性アルミニウム合金では、厚肉の高圧 casting 部材などのように冷却速度の小さい場合や含有量の上限の Mn 量の 2% を超えた場合には、初晶 Al、Mn が晶出して引張特性が低下してしまうという問題を有している。

【0007】 また、特開平5-9638号公報に提案された高強度、高靱性アルミニウム合金およびその製造方

法では、冷却速度が1℃/秒を下回ると、粗い角板状の初晶Al₁Mnが晶出して、引張特性が著しく低下する。このため、厚内部を有する鋳物や冷却速度の小さい鋳造法に該合金を適用するには制約があった。また、金型や注湯温度が変動して冷却速度が小さくなった時に、引張特性が低下して不良を生じる虞があるという問題を有している。さらに、該合金の引張強さはMnが多いほど高くなるが、含有量の上限のMn量である2%をこえると、初晶Al₁Mnが晶出して引張特性が急激に低下するという問題を有している。従って、高い引張強さが要求されてMn量を高くしたい場合でも、組成の変動によって引張特性が著しく低下してしまう危険性をはらんでいるので、安全をみて低めに設定せざるを得ないということになる。

【0008】このような状況から、溶解・鋳造や凝固などのプロセスの条件あるいは組成等が変動しても、安定して高い性質を示す合金の開発が囑望されていた。そこで、本発明者らは、上述の如き従来技術の問題点を解決すべく鋭意研究し、各種の系統的実験を重ねた結果、本発明を成すに至ったものである。

【0009】（発明の目的）本発明の目的は、凝固時の冷却速度および組成の両方の広い範囲にわたって性質変化が小さく、熱処理をしない鋳造のままでも高い強度と靱性を兼備した高強度・高靱性アルミニウム合金部材を製造できる方法および該製造方法に用いる鋳造用アルミニウム合金を提供することにある。

【0010】本発明者らは、上述の従来技術の問題に関し、以下のことに着眼した。すなわち、SbやBiの添加により初晶Al₁Mnの晶出が抑制される効果があることを見出し、各種の系統的実験を重ねて検討した結果、上記Al-Mn-Mg-Ti系アルミニウム合金またはAl-Mn-Mg-Zn-Ti系アルミニウム合金にSbまたはBiを添加することによって、これまでよりも高いMn量まで、あるいは広い冷却速度の範囲まで安定して高い性質を具備できる高強度・高靱性アルミニウム合金を実現するに至った。

【0011】

【課題を解決するための手段】

（第1発明の構成）本第1発明の高強度・高靱性アルミニウム合金部材の製造方法は、重量%で、Mn：0.5～2.5%、Mg：2.5～7%と、少なくともTi：0.15～0.5%、Zr：0.15～0.5%、B：0.01～0.1%のうちの一種、および少なくともSb：0.01～0.5%、Bi：0.01～0.5%のうちの一種を含み、残部が実質的にアルミニウムとなるように原料を溶解し、前記原料の溶湯を0.5℃/秒以上の冷却速度で凝固させることを特徴とする。

【0012】（第2発明の構成）本第2発明の高強度・高靱性アルミニウム合金部材の製造方法は、重量%で、

Mn：0.5～2.5%、Mg：2.5～7%、Zn：1～5

%と、少なくともTi：0.15～0.5%、Zr：0.15～0.5%、B：0.01～0.1%のうちの一種、および少なくともSb：0.01～0.5%、Bi：0.01～0.5%のうちの一種を含み、残部が実質的にアルミニウムとなるように原料を溶解し、前記原料の溶湯を0.5℃/秒以上の冷却速度で凝固させることを特徴とする。

【0013】（第3発明の構成）本第3発明の鋳造用アルミニウム合金は、重量%で、Mn：0.5～2.5%、Mg：2.5～7%と、少なくともTi：0.15～0.5%、Zr：0.15～0.5%、B：0.01～0.1%のうちの一種、および少なくともSb：0.01～0.5%、Bi：0.01～0.5%のうちの一種を含み、残部がアルミニウム及び不可避不純物からなることを特徴とする。

【0014】（第4発明の構成）本第4発明の鋳造用アルミニウム合金は、重量%で、Mn：0.5～2.5%、Mg：2.5～7%、Zn：1～5%と、少なくともTi：0.15～0.5%、Zr：0.15～0.5%、B：0.01～0.1%のうちの一種、および少なくともSb：0.01～0.5%、Bi：0.01～0.5%のうちの一種を含み、残部がアルミニウム及び不可避不純物からなることを特徴とする。

【0015】

【作用】本第1発明および第2発明の高強度・高靱性アルミニウム合金部材の製造方法、および本第3発明および第4発明の鋳造用アルミニウム合金が、優れた効果を発揮するメカニズムについては、未だ必ずしも明らかではないが、次のように考えられる。

【0016】（第1発明の作用）本第1発明の高強度・高靱性アルミニウム合金部材の製造方法では、まず、重量%で、Mn：0.5～2.5%、Mg：2.5～7%と、少なくともTi：0.15～0.5%、Zr：0.15～0.5%、B：0.01～0.1%のうちの一種、および少なくともSb：0.01～0.5%、Bi：0.01～0.5%のうちの一種を含み、残部が実質的にアルミニウムとなるように原料を溶解し、次いで、所定の冷却速度で凝固させてなる。

【0017】ここで、原料中のマンガン（Mn）の含有量は、0.5～2.5重量%である。Mnは、Al中に固溶して強化するとともに、AlとAl₁Mnとからなる化合物を形成して、アルミニウム合金母材を強化する。また、アルミニウム合金母材の耐食性を向上させる効果を有する。このMnの含有量が0.5重量%未満の場合、十分な強度が得られない。また、該含有量が2.5重量%を超える場合は、初晶として粗大なAl₁MnやAl₁Mnが晶出し、著しく強度が低下するので適当ではない。

【0018】マグネシウム（Mg）の含有量は、2.5～7重量%である。Mgは、Al中に固溶するとともに、一部がAl、Znとともに析出して、強度を向上させる。このMgの含有量が2.5重量%未満の場合、十分な強度が得られない。また、該含有量が7重量%を超える場合は、化合物相が晶出し脆化してしまう。

【0019】チタン（Ti）の含有量は、0.15～0.5重

量%である。Tiは、結晶粒を微細化するだけでなく、Al、Mn化合物を細かく丸い形状で、かつ均一に晶出させ、強度および靱性を向上させる。このTiの含有量が0.15重量%未満の場合、強度および靱性向上の効果が得られないばかりか、逆に悪影響が出てしまう。また、該含有量が0.5重量%を超える場合は、溶解・鋳造温度を1000℃まで高めても、初晶として粗大な針状のAl、Tiが晶出して、著しく強度が低下する。

【0020】ジルコニウム(Zr)の含有量は、0.15~0.5重量%である。Zrは、前述のTiと同様の作用を奏する。このZrの含有量が0.15重量%未満の場合、強度および靱性向上の効果が得られないばかりか、逆に悪影響が出てしまう。また、該含有量が0.5重量%を超える場合は、溶解・鋳造温度を1000℃まで高めても、初晶として粗大な針状のAl、Zrが晶出して、強度および靱性が著しく低下する。

【0021】硼素(B)の含有量は、0.01~0.1重量%である。Bは、前述のTiと同様の作用を奏する。このBの含有量が0.01重量%未満の場合、強度および靱性向上の効果が得られないばかりか、逆に悪影響が出てしまう。また、該含有量が0.1重量%を超える場合は、溶解・鋳造温度を1000℃まで高めても、初晶として粗大な針状のAlB₂が晶出して、強度および靱性が著しく低下する。

【0022】アンチモン(Sb)の含有量は、0.01~0.5重量%である。Sbは、初晶Al、Mnの晶出を抑える効果を有するので、Mn量の高い合金を用いる場合もしくは凝固時の冷却速度がある程度小さい場合でも、Mnを強制的に固溶させることができる。即ち、肉厚不同が大きく、部位ごとによって冷却速度の著しく異なった鋳物においても、全部にわたってほぼ同等の高い機械的性質を保持させることができる。このSbの含有量が0.01重量%未満の場合、十分な上記効果が得られない。また、該含有量が0.5重量%を超える場合は、SbとMgとがMg₂Sbなる化合物を生成して応力集中源となってしまうことと、強化に寄与するMg量が減少するために、かえって強度を低下させてしまう。

【0023】ビスマス(Bi)の含有量は、0.01~0.5重量%である。Biは、前述のSbと同様の作用を奏する。このBiの含有量が0.01重量%未満の場合、十分な上記効果が得られない。また、該含有量が0.5重量%を超える場合は、BiとMgとがMg₂Biなる化合物を生成して応力集中源となってしまうことと、強化に寄与するMg量が減少するために、かえって強度を低下させてしまう。

【0024】次に、溶解した前記所定組成の原料からなる溶湯を凝固させるときの冷却速度は、0.5℃/秒以上の冷却速度である。これにより、アルミニウム中へ強化元素のMn、Mg等を過飽和に強制固溶させることができる。従って、鋳放しのままで高強度・高靱性のアルミ

ニウム合金部材を得ることができる。例えば、Mnでは、MgやZnと共存したときの平衡固溶量は1重量%未満であるが、本発明のような冷却速度の得られる鋳造法によれば1%以上強制固溶させることが可能であり、強度の向上に寄与する。また、Mnを2.5重量%まで含有させることができるので、引張強さ等の強度をより向上させることが可能となる。

【0025】以上のように、所定組成の原料を溶解し、該所定組成の溶湯を所定速度で凝固させることにより、凝固時の冷却速度および組成の両方の広い範囲にわたって性質変化が小さく、熱処理をしない鋳造のままで、高い強度と靱性を兼備した高強度・高靱性アルミニウム合金部材を製造することができるものと考えられる。

【0026】(第2発明の作用) 本第2発明の高強度・高靱性アルミニウム合金部材の製造方法では、まず、重量%で、Mn:0.5~2.5%、Mg:2.5~7%、Zn:1~5%と、少なくともTi:0.15~0.5%、Zr:0.15~0.5%、B:0.01~0.1%のうちの一つ、および少なくともSb:0.01~0.5%、Bi:0.01~0.5%のうちの一つを含み、残部が実質的にアルミニウムとなるように原料を溶解し、次いで、所定の冷却速度で凝固させてなる。

【0027】ここで、本第2発明の作用は、Znの作用を除いて上述の第1発明の作用と同様であるので、Znの作用を中心に説明する。すなわち、亜鉛(Zn)の含有量は、1~5重量%である。Znは、Al中に固溶するとともに、一部がAl、Mgとともに析出して、強度を上昇させる。このZnの含有量が1重量%未満の場合、十分な強度が得られない。また、該含有量が5重量%を超える場合は、化合物相が晶出して脆化するだけでなく、耐食性や耐応力腐食割れ性が低下する。次いで、溶解した前記所定組成の原料からなる溶湯を凝固させるときの冷却速度は、0.5℃/秒以上の冷却速度であるが、これにより、SbやBiが添加されているため初晶Al、Mnの晶出を抑制することができ、アルミニウム中へ強化元素であるMn、Mg、Zn等を過飽和に強制固溶させることができる。

【0028】(第3発明の作用) 本第3発明の鋳造用アルミニウム合金は、重量%で、Mn:0.5~2.5%、Mg:2.5~7%と、少なくともTi:0.15~0.5%、Zr:0.15~0.5%、B:0.01~0.1%のうちの一つ、および少なくともSb:0.01~0.5%、Bi:0.01~0.5%のうちの一つを含み、残部がアルミニウム及び不可避不純物からなる。本発明の鋳造用アルミニウム合金の構成元素であるMn、Mg、Ti、Zr、B、Sb、Biの作用は、前述の第1発明の高強度・高靱性アルミニウム合金部材の製造方法の作用において説明したMn、Mg、Ti、Zr、B、Sb、Biの作用と同様である。

【0029】本第3発明の鋳造用アルミニウム合金は、前記所定含有量の元素を構成元素としてなる。このよう

にすることにより、原料として少なくともTi、Zr、Bの一種とMnとを共存させたので、Mn化合物を丸い形状様の微細な粒子としてアルミニウム母材中に均一に分散させることができ、さらにアルミニウムに良く固溶するMgを含有させることにより、靱性を損なわずに強度を向上させることができる。さらに、初晶Al、Mnの晶出を抑えるSb又はBiを添加したので、広い冷却速度の範囲で凝固した場合でも、高強度で高靱性のアルミニウム合金部材を得ることができるものと思われる。また、これら組成の原料からなる溶湯を、0.5℃/秒以上10の冷却速度で凝固させることにより、アルミニウム中へ強化元素のMn、Mg等を過飽和に強制固溶させることができる。

【0030】(第4発明の作用) 本第4発明の鋳造用アルミニウム合金は、重量%で、Mn:0.5~2.5%、Mg:2.5~7%、Zn:1~5%と、少なくともTi:0.15~0.5%、Zr:0.15~0.5%、B:0.01~0.1%のうちの一種、および少なくともSb:0.01~0.5%、Bi:0.01~0.5%のうちの一種を含み、残部がアルミニウム及び不可避不純物からなる。本発明の鋳造用アルミニウム合金の構成元素であるMn、Mg、Zn、Ti、Zr、B、Sb、Biの作用は、前述の第2発明の高強度・高靱性アルミニウム合金部材の製造方法の作用において説明したMn、Mg、Zn、Ti、Zr、B、Sb、Biの作用と同様である。20

【0031】本第4発明の鋳造用アルミニウム合金は、前記所定含有量の元素を構成元素としてなる。このようにすることにより、原料として少なくともTi、Zr、Bの一種とMnとを共存させたので、Mn化合物を丸い形状様の微細な粒子としてアルミニウム母材中に均一に分散させることができ、さらにアルミニウムに良く固溶するMg、Znを含有させることにより、靱性を損なわずに強度を向上させることができる。さらに、初晶Al、Mnの晶出を抑えるSb又はBiを添加したので、広い冷却速度の範囲で凝固した場合でも、高強度で高靱性のアルミニウム合金部材を得ることができるものと思われる。また、これら組成の原料からなる溶湯を、0.5℃/秒以上の冷却速度で凝固させることにより、アルミニウム中へ強化元素のMn、Mg等を過飽和に強制固溶させることができる。30

【0032】

【発明の効果】

(第1発明の効果) 本第1発明の高強度・高靱性アルミニウム合金部材の製造方法により、凝固時の冷却速度および組成の両方の広い範囲にわたって性質変化が小さく、熱処理をしない鋳造のままで高い強度と靱性を兼備したアルミニウム合金部材を製造することができる。

【0033】(第2発明の効果) 本第2発明の高強度・高靱性アルミニウム合金部材の製造方法により、凝固時の冷却速度および組成の両方の広い範囲にわたって性質40

変化が小さく、熱処理をしない鋳造のままで高い強度と靱性を兼備したアルミニウム合金部材を製造することができる。

【0034】(第3発明の効果) 本第3発明の鋳造用アルミニウム合金を用いることにより、凝固時の冷却速度および組成の両方の広い範囲にわたって性質変化が小さく、熱処理をしない鋳造のままで高い強度と靱性を兼備したアルミニウム合金部材を製造することができる。

【0035】(第4発明の効果) 本第4発明の鋳造用アルミニウム合金を用いることにより、凝固時の冷却速度および組成の両方の広い範囲にわたって性質変化が小さく、熱処理をしない鋳造のままで高い強度と靱性を兼備したアルミニウム合金部材を製造することができる。

【0036】

【実施例】

(第1発明~第4発明の具体例) 以下に、前記第1発明~第4発明をさらに具体的にした具体例について説明する。

【0037】本第1発明および第2発明のアルミニウム合金部材の製造方法により、TiとMnとを共存させたので、Mn化合物を丸い形状の20μm以下の微細な粒子としてアルミニウム母材中に均一に分散させることができるので、化合物による切欠き効果を極力抑えて脆弱的に破断するのを防ぎ、複合強化あるいは分散強化効果を有効に作用させることができる。

【0038】本第1発明ないし第4発明において、Mnの含有量は、1.0~2.2重量%が好適である。このようにすることにより、引張強さが30kgf/mm²以上、0.2%耐力が15kgf/mm²以上、伸びが20%以上とより高強度で高靱性のアルミニウム合金部材を得ることができる。

【0039】本第1発明および第2発明において、凝固時の0.5℃/秒以上の冷却速度を実現するための鋳造法としては、高圧鋳造法を用いることが好ましい。すなわち、溶解炉で溶解したアルミニウム合金を金型内の製品部分に充填後、直ちに、該溶湯表面にパンチ等の加圧媒体によって200~2000kgf/cm²の圧力を加えながら凝固させる。これより、溶湯が温度の低い金型表面に直接接するために、急冷凝固される効果とともに、その際に溶湯に加えられる圧力の効果によって、強化元素のMn、Mg、Znをアルミニウム中に過飽和に強制固溶させることができる。また、Direct Chill(D.C.)鋳造法、ダイカスト法を用いても良く、金型鋳造法も一部適用できる。

【0040】本第1発明の高強度・高靱性アルミニウム合金部材の製造方法により、重量%で、Mn:0.5~2.5%、Mg:2.5~7%と、少なくともTi:0.15~0.5%、Zr:0.15~0.5%、B:0.01~0.1%のうちの一種、および少なくともSb:0.01~0.5%、Bi:0.01~0.5%のうちの一種を含み、残部がアルミニウム50

及び不可避不純物からなり、アルミニウム母材中に20 μm 以下のMn化合物が均一に分散してなる高強度で高靱性のアルミニウム合金部材を得ることができる。すなわち、少なくともTi、Zr、Bの一種とMnを共存させたので、Mn化合物を丸い形状様の20 μm 以下の微細な粒子として分散させることができ、これにより、化合物による切欠き効果を極力抑えて脆弱的に破断するのを防ぎ、複合強化あるいは分散強化効果を有効に作用させることができる。また、アルミニウムに良く固溶するMgを含有させることにより、固溶強化効果を発揮させるとともに、均一な変形組織を生ぜしめて、靱性を損なわず強度を向上させることができる。さらに、初晶Al、Mnの晶出を抑えるSbまたはBiを添加することにより、粗大なAl、Mn化合物による切欠き効果によって部材が脆性的に破断するのを防いで、広い冷却速度の範囲で凝固した場合でも、高強度で高靱性を実現することができる。

【0041】本第2発明の高強度・高靱性アルミニウム合金部材の製造方法により、重量%で、Mn:0.5~2.5%、Mg:2.5~7%、Zn:1~5%と、少なくともTi:0.15~0.5%、Zr:0.15~0.5%、B:0.01~0.1%のうちの一種、および少なくともSb:0.01~0.5%、Bi:0.01~0.5%のうちの一種を含み、残部がアルミニウム及び不可避不純物からなり、アルミニウム母材中に20 μm 以下のMn化合物が均一に分散してなる高強度で高靱性のアルミニウム合金部材を得ることができる。すなわち、少なくともTi、Zr、Bの一種と*

* Mnを共存させたので、Mn化合物を丸い形状様の20 μm 以下の微細な粒子として分散させることができる。また、アルミニウムに良く固溶するMgおよびZnを含有させることにより、固溶強化効果を発揮させるとともに、Mg、Zn、Alからなる析出物による強化作用を発現させて、均一な変形組織を生ぜしめ、靱性低下を極力抑えて強度を向上させることができる。さらに、初晶Al、Mnの晶出を抑えるSbまたはBiを添加することにより、広い冷却速度の範囲で凝固した場合でも、高強度で高靱性を実現することができた。

【0042】以下に、本発明の実施例を説明する。

【0043】第1実施例

第1表に示した鋳造用アルミニウム合金を、高周波誘導炉を用いて1000℃で完全に溶解してから、大気中で850℃まで自然冷却した後、250℃に予熱した $\phi 90 \times 150 \text{ mm}$ の金型に鋳込み、加圧力900 kgf/cm^2 を付加させながら、高圧鋳造しアルミニウム合金部材を得た。次いで、冷却速度が約5℃/秒となる金型との接触面から10mmの部分、および冷却速度が約0.5℃/秒の鋳物の中心部から、JIS4号A引張試験用の試料片を切り出した。島津製オートグラフを用い、クロスヘッド速度2mm/minで各組成の合金試料片につき4本ずつ引張試験を行った。以上により得られた結果を、第2表に示す。

【0044】

【表1】

試料番号		鋳造用アルミニウム合金の化学組成(重量%)								
		Mn	Ti	Mg	Zn	Si	Fe	Sb	Bi	Al
本 実 施 例	1	1.50	0.28	4.54	—	0.03	0.10	0.1	—	残部
	2	1.48	0.27	4.68	—	0.03	0.11	0.02	—	残部
	3	1.50	0.29	4.43	—	0.03	0.10	0.48	—	残部
	4	2.03	0.28	4.56	—	0.03	0.10	0.1	—	残部
	5	1.46	0.27	4.61	—	0.03	0.12	—	0.1	残部
	6	1.51	0.28	4.60	2.93	0.03	0.11	0.1	—	残部
比 較 例	C 1	1.51	0.27	4.60	—	0.03	0.10	<0.01	—	残部
	C 2	1.92	0.24	4.63	—	0.03	0.11	<0.01	—	残部
	C 3	2.47	0.25	4.65	—	0.03	0.11	<0.01	—	残部
	C 4	1.50	0.28	4.51	2.89	0.03	0.10	<0.01	—	残部

【0045】

【表2】

試料番号		冷却速度 (℃/sec)	性能評価試験結果 (引張試験)		
			引張強さ (kgf/mm ²)	耐力 (kgf/mm ²)	伸び (%)
本 実 施 例	1	5	32.6	16.3	28.3
		0.5	29.5	15.0	15.0
	2	5	32.1	15.8	25.5
		0.5	28.9	14.4	14.4
	3	5	31.8	15.9	23.8
		0.5	28.9	14.4	15.8
	4	5	31.5	17.0	14.8
		0.5	25.7	15.0	11.1
	5	5	32.1	16.2	27.1
		0.5	28.9	14.8	14.0
	6	5	37.8	21.9	18.2
		0.5	30.2	18.3	10.5
比 較 例	C 1	5	30.5	16.4	20.2
		0.5	27.0	14.8	7.8
	C 2	5	31.0	17.4	13.3
		0.5	20.7	14.8	5.0
	C 3	5	23.8	17.6	3.8
		0.5	20.2	15.2	4.2
	C 4	5	37.0	22.0	15.7
		0.5	23.8	19.0	2.4

【0046】本実施例である試料番号1は、冷却速度が5℃/秒のときには引張強さが32.6kgf/mm²、20.2%耐力が16.3kgf/mm²、伸びが28.3%であり、0.5℃/秒のときにはそれぞれ29.5kgf/mm²、15.0kgf/mm²および15.0%である。Sbを含まない比較例の試料番号C1と比べると、高い引張強さと伸びを示していることが分かる。試料番号2と試料番号3は、Sb量を変化させた例であり、いずれも比較例の試料番号C1よりも高い引張強さおよび伸びを有している。試料番号4は、Mn量がさらに高い場合の例であり、比較例の試料番号C2およびC3よりも引張強さと伸びが高い。試料番号5は、Biを添加した場合の例であり、Sbと同様な効果を有することが分かる。さらに、試料番号6は、合金元素としてZnを含んだ場合の例であり、比較例の試料*

* 番号C4よりも引張強さと伸びが高い。

【0047】第2実施例

第3表に示した鋳造用アルミニウム合金を、高周波誘導炉を用いて1000℃で完全に溶解してから、大気中で850℃まで自然冷却した後、150℃に予熱した35×48×200mmの金型に鋳込み、圧力900kgf/cm²を付加させながら、高圧鋳造してアルミニウム合金部材を得た。次いで、冷却速度が約15℃/秒となる金型との接触面から10mmの部分から、第1実施例と同様に、引張試験のための試料片を切り出して、引張試験を行なった。以上により得られた結果を、第4表に示す。

【0048】

【表3】

試料番号		鋳造用アルミニウム合金の化学組成(重量%)							
		Mn	Ti	Mg	Zn	Si	Fe	Sb	Al
本 実 施 例	7	1.89	0.24	4.66	—	0.03	0.10	0.1	残部
	8	2.24	0.25	4.63	—	0.03	0.11	0.1	残部
	9	1.96	0.27	4.61	2.97	0.03	0.12	0.1	残部
	10	2.43	0.25	4.43	2.95	0.03	0.11	0.1	残部
比 較 例	C5	1.95	0.27	4.58	—	0.03	0.10	<0.01	残部
	C6	2.46	0.26	4.48	—	0.03	0.10	<0.01	残部
	C7	2.08	0.25	4.50	2.96	0.03	0.11	<0.01	残部
	C8	2.48	0.28	4.47	2.82	0.03	0.13	<0.01	残部

【0049】

【表4】

試料番号		冷却速度 (°C/sec)	性能評価試験結果(引張試験)		
			引張強さ (kgf/mm ²)	耐力 (kgf/mm ²)	伸び (%)
本 実 施 例	7	15	34.9	18.3	27.8
	8	15	34.9	19.2	15.8
	9	15	40.9	23.7	15.2
	10	15	39.1	24.8	10.5
比 較 例	C5	15	35.0	18.2	23.4
	C6	15	34.6	19.3	11.9
	C7	15	36.8	23.2	11.5
	C8	15	33.4	24.4	5.9

【0050】本実施例である試料番号7～試料番号10と、それぞれに対応したSbを含まない比較例の試料番号C5～試料番号C8とを比較すると、本実施例の場合と、それぞれに対応したSbを含まない比較例の試料番号50はいずれも伸びが高く、試料番号9と試料番号10とは

引張強さも高くなっていることがわかる。一方、0.2%耐力は、ほぼ同じであった。このように、Sbを添加した本実施例の鋳造用アルミニウム合金は、比較用合金で*

*は引張特性が低下するMn量の高い範囲まで、高い引張特性を保持できることが分かる。